

This Page Is Inserted by IFW Operations  
and is not a part of the Official Record

## **BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning documents *will not* correct images,  
please do not report the images to the  
Image Problem Mailbox.**

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 04-214841

(43)Date of publication of application : 05.08.1992

(51)Int.Cl. C22C 38/00  
C21D 8/02  
C22C 38/40  
F16J 15/08

(21)Application number : 02-410613

(71)Applicant : NISSHIN STEEL CO LTD  
TOYOTA MOTOR CORP

(22)Date of filing : 14.12.1990

(72)Inventor : HIROTSU SADA O  
UEMATSU YOSHIHIRO  
TAKEMOTO TOSHIHIKO  
HAYASHI SHIGETO  
TANAKA HIDEKI  
SHIBATA SHINJI  
MAEDA CHIKATOSHI**(54) STAINLESS STEEL FOR ENGINE GASKET EXCELLENT IN FORMABILITY AND ITS MANUFACTURE****(57)Abstract:**

**PURPOSE:** To increase the formability and service life of a metal gasket for an engine to be subjected to bead forming.

**CONSTITUTION:** This is stainless steel for an engine gasket in which each component content is regulated so as to be, by weight,  $\leq 0.03\%$  C,  $\leq 1.0\%$  Si,  $\leq 2.5\%$  Mn, 4.0 to 10.0% Ni, 13.0 to 20.0% Cr, 0.06 to 0.30% N,  $\leq 0.01\%$  S and  $\leq 0.007\%$  O and so as to regulate the M value in accordance with the formula of  $M=330-(480 \times C\%)-(2 \times Si\%)-(10 \times Mn\%)-(14 \times Ni\%)-(5.7 \times Cr\%)-(320 \times N\%)$  to  $\geq 30$  and the balance Fe with inevitable impurities.

**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平4-214841

(43) 公開日 平成4年(1992)8月5日

(51) Int. Cl. <sup>5</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 2	Z 7217-4K		
C 2 1 D 8/02		D 8116-4K		
C 2 2 C 38/40				
F 1 6 J 15/08		F 7233-3 J		

審査請求 未請求 請求項の数7(全9頁)

(21) 出願番号	特願平2-410613	(71) 出願人	000004581 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内3丁目4番1号
(22) 出願日	平成2年(1990)12月14日	(71) 出願人	000003207 トヨタ自動車株式会社 愛知県豊田市トヨタ町1番地
		(72) 発明者	廣津 貞雄 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製 鋼株式会社鉄鋼研究所内
		(72) 発明者	植松 美博 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製 鋼株式会社鉄鋼研究所内
		(74) 代理人	弁理士 和田 憲治

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 成形加工性に優れたエンジンガasket用ステンレス鋼およびその製造方法

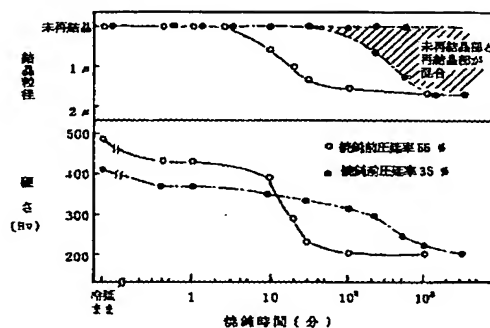
## (57) 【要約】

【目的】 ビード成形が施されるエンジン用メタルガasketの形成加工性と耐用寿命を高める。

【構成】 重量%において、C；0.03%以下、Si；1.0%以下、Mn；2.5%以下、Ni；4.0~10.0%、Cr；13.0~20.0%、N；0.06~0.30%、S；0.01%以下、O；0.007%以下を含み、かつ

$$M=330-(480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%) - (5.7 \times Cr\%) - (320 \times N\%)$$

の式に従うM値が30以上となるように各成分量が調整され、残部がFeおよび不可避的不純物からなるエンジンガasket用ステンレス鋼。



1

2

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%において、

C ; 0.03%以下

Si ; 1.0%以下、

Mn ; 2.5%以下、

Ni ; 4.0~10.0%、

\* Cr ; 13.0~20.0%、

N ; 0.06~0.30%、

S ; 0.01%以下、

O ; 0.007%以下、

を含み、かつ

\*

$$M=330-(480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%)$$

$$- (5.7 \times Cr\%) - (320 \times N\%)$$

の式に従うM値が30以上となるように各成分量が調整さ

れ、残部がFeおよび不可避の不純物からなる成形加工

性に優れたエンジンガasket用ステンレス鋼。

【請求項2】 重量%において、

C ; 0.03%以下

Si ; 1.0%以下、

Mn ; 2.5%以下、

Ni ; 4.0~10.0%、

Cr ; 13.0~20.0%、

※ N ; 0.06~0.30%、

S ; 0.01%以下、

O ; 0.007%以下、

を含み、さらに、

i). 3.0%以下のMoまたは0.5~3.0%のCuの少なくとも1種、

ii). 0.1~1.0%のTi, NbまたはVの少なくとも1種、

のi群とii群の元素を単独または複合して含み、且つ

※

$$M=330-(480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%)$$

$$- (5.7 \times Cr\%) - (5 \times Mo\%) - (14 \times Cu\%) - (320 \times N\%)$$

の式に従うM値が30以上となるように各成分量が調整さ

れ、残部がFeおよび不可避の不純物からなる成形加工

性に優れたエンジンガasket用ステンレス鋼。

【請求項3】 Mn ; 0.5%以下、S ; 0.004%以下、

N ; 0.06~0.20%である請求項1または2に記載のステ

ンレス鋼。

【請求項4】 重量%において、

C ; 0.03%以下

★

$$M=330-(480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%)$$

$$- (5.7 \times Cr\%) - (320 \times N\%)$$

の式に従うM値が30以上となるように各成分量が調整さ

れ、残部がFeおよび不可避の不純物からなるステンレ

ス鋼を、調質前焼鈍に先立ち減面率で50%を超える冷間

圧延を施し、平均結晶粒径が10μm以下となるように調

質前焼鈍を行い、そして調質圧延を施すことを特徴とす

る成形加工性に優れたエンジンガasket用ステンレス

鋼板の製造方法。

【請求項5】 重量%において、

C ; 0.03%以下

Si ; 1.0%以下、

Mn ; 2.5%以下、

☆40

$$M=330-(480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%)$$

$$- (5.7 \times Cr\%) - (5 \times Mo\%) - (14 \times Cu\%) - (320 \times N\%)$$

の式に従うM値が30以上となるように各成分量が調整さ

れ、残部がFeおよび不可避の不純物からなるステンレ

ス鋼を、調質前焼鈍に先立ち減面率で50%を超える冷間

圧延を施し、平均結晶粒径が10μm以下となるように調

質前焼鈍を行い、そして調質圧延を施すことを特徴とす

る成形加工性に優れたエンジンガasket用ステンレス

鋼板の製造方法。

【請求項6】 調質前焼鈍は、700℃以上1000℃以下

30★ Ni ; 4.0~10.0%、

Cr ; 13.0~20.0%、

N ; 0.06~0.30%、

S ; 0.01%以下、

O ; 0.007%以下、

を含み、さらに、

i). 3.0%以下のMoまたは0.5~3.0%のCuの少なくとも1種、

ii). 0.1~1.0%のTi, NbまたはVの少なくとも1種、

のi群とii群の元素を単独または複合して含み、且つ

の温度領域で行われる請求項4または5に記載の製造方法。

【請求項7】 調質圧延された鋼は、300℃以上600℃以下の温度範囲に10秒以上保持する時効処理が施される請求項4、5または6に記載の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、内燃機関（エンジンと

呼ぶ)のガスケット用材料に関する。特に本発明は、ビード加工部の締めつけでシール性を確保するエンジン用ガスケットにおいて優れた諸特性を発現するメタルガスケット用材料に関する。

【0002】

【従来の技術】エンジンを構成する部品の一つに、接合部に介装されるガスケットがある。このガスケットは、接合面の気密を維持するに必要な諸特性を、エンジン特有の高温、高圧および高振動下でしかも温度変化と圧力変化が繰り返される長期期間にわたって具備しなければならない。従来、エンジンガスケット用素材としては特に耐熱性の点からアスベスト等が一般に使用されていた。しかし、近年のエンジンの高性能化やノンアスベストの法規制化の動きに対応して、メタルガスケットが使用されつつある。メタルガスケット用素材としては、冷間圧延によって簡単に高強度が得られる加工硬化型の準安定オーステナイト系ステンレス鋼、例えばSUS301系鋼が主に用いられている。その使用の態様としては、板厚0.1~0.4mm程度の所要形状の薄板にビードを形成し、これを燃焼室の周囲や水溝、油溝の周囲の接合面に介装し、このビードを締めつけたときに発生する高い面圧によってガス、水、油をシールするのが一般である。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】エンジンのシリンダーヘッドに使用されるメタルガスケットは、エンジンサイクルの圧縮時に高圧となるので特に良好なガスシール性を必要とする。このため、ビード成形高さを高くして面圧を高くすると共に、材料強度も十分に強くなければなら

$$M = 330 - (480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%) - (5.7 \times Cr\%) - (320 \times N\%)$$

の式に従うM値が30以上となるように各成分量が調整され、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成形加工性に優れたエンジンガスケット用ステンレス鋼、並びに、この鋼に、さらに、

$$M = 330 - (480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%) - (5.7 \times Cr\%) - (5 \times Mo\%) - (14 \times Cu\%) - (320 \times N\%)$$

の式に従うM値が30以上となるように各成分量が調整され、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成形加工性に優れたエンジンガスケット用ステンレス鋼を提供する。

【0006】また、これらの鋼は、鋼板としての製造のさいに、調質前焼鈍に先立ち減面率で50%を越える冷間圧延を施し、平均結晶粒径が $10\mu m$ 以下となるように調質前焼鈍を行い、そして調質圧延を施すという製造法を採用することにより、エンジンガスケットに要求される諸特性を有利に具備させることができる。また調質圧延後において、 $300^\circ C$ 以上 $600^\circ C$ 以下、好ましくは $350^\circ C$ 以上 $550^\circ C$ 以下の温度範囲に10秒以上保持する時効処理を施すことによって一層高強度を発現する。この時効処理はガスケットに成形加工する前でも後でもよい。調質前

\*らない。これに対応できるステンレス鋼としては、SUS301系鋼(SUS301, 304, Type301L等)が挙げられる。

【0004】しかしSUS301系鋼では、高強度を得るためには強度な冷間加工を施す必要があり、このために成形性が低下し、ビード成形加工時にビード外側R部に割れが発生するという問題があった。一方、成形加工性を高めるために強度を低くした場合には、面圧の高さでシール性を高めるべく、よりビード成形高さを高くする必要がある。そのさいビード成形高さを高くすると、ビード肩R部(内側R部、外側R部)にミクロクラックが発生しやすくなり、使用中にこのミクロクラックを起点に割れが発生し、耐シール性が低下するという問題があった。本発明はこのような問題の解決を意図し、エンジン用メタルガスケットとして優れた特性を有する材料の開発を目的としたものである。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明によれば、重量%において、

C; 0.03%以下  
Si; 1.0%以下,  
Mn; 2.5%以下,  
Ni; 4.0~10.0%,  
Cr; 13.0~20.0%,  
N; 0.06~0.30%,  
S; 0.01%以下,  
O; 0.007%以下,  
を含み、かつ

※ i). 3.0%以下のMoまたは0.5~3.0%のCuの少なくとも1種、

ii). 0.1~1.0%のTi, NbまたはVの少なくとも1種、  
のi群とii群の元素を単独または複合して含み、且つ

焼鈍は好ましくは $700^\circ C$ 以上 $1000^\circ C$ 以下の温度領域で行う。

【0007】以下に、先ず本発明鋼における各成分の含有量範囲について、その限定理由の概要を説明する。

【0008】【発明の詳細】

Cはオーステナイト生成元素であり、高温で生成する $\delta$ フェライトの抑制および冷間加工で誘発されたマルテンサイト相の強化に極めて有効である。しかし、調質圧延後により良い成形加工性を得るためには冷間加工による強化があまり著しいと成形加工性に劣るようになる。また、あまりCを高くすると調質前焼鈍、あるいは時効処理条件によっては炭化物の析出を伴うおそれもある。この理由によりCは0.03%以下とする。

【0009】Siは脱酸剤として有効であるが、1.0%以

上添加してもその効果は1.0%の場合と同様でむしろコスト上昇を招くので1.0%以下とする。下限は特に限定されないが脱酸効果という面からは0.2%以上が望ましい。

【0010】Mnは脱酸剤としても有効に働くが、オーステナイト相の安定度を支配する元素であり、その活用は他の元素とのバランスのもとに考慮される。本発明鋼では2.5%までのMn量でその活用が図られる。ただ本発明鋼では高強度でかつ成形加工性が重要視されるので、特に成形加工性が厳しい形状のガスケットに対してはMn量を0.5%未満とし、MnS等の介在物の生成を極力避けるのが好ましい。

【0011】Crは耐食性を確保する上で必須の成分である。エンジン用ガスケットとしての意図する耐食性および耐熱性を付与するためには少なくとも13%以上を必要とする。しかし、Crはフェライト生成元素であるため、高くしすぎると高温でδフェライトが多量に生成してしまう。そこで、δフェライト相抑制のためにオーステナイト生成元素(C, N, Ni, Mnなど)をそれに見合った量で添加しなければならなくなるが、オーステナイト生成元素を多く添加すると室温でのオーステナイト相が安定し、冷間加工によって、あるいはさらに以後の時効処理後において、高強度が得られなくなる。このことからCrの上限は20%とする。

【0012】Niは高温および室温でオーステナイト相を得るために必須の成分であるが、本発明鋼の場合、室温で準安定オーステナイト相にしてより良好な成形性を得るため、低い冷間加工で適度なマルテンサイト相を誘発させ、高強度が得られるようにしなければならない。本発明では、Niを4%より低くすると高温で多量のδフェライト相が生成し、かつ室温でオーステナイト相以外にマルテンサイトが生成し難くなる。また、10%を越えると冷間加工でマルテンサイト相が誘発されにくくなる。このためNi量は4.0~10.0%とし、より好ましくは5.0~8.0%とする。さらにガスケットの耐久性および耐熱性の面からも4.0%以上のNiの添加は有利である。しかし10%を越えて添加してもその効果も飽和状態となる。この理由によりNiは4.0~10.0%、好ましくは5.0~8.0%とする。

\*【0013】Moは鋼のベース硬さを上昇させるとともに時効処理後の硬さを上昇させるので高強度を得る上で有効に作用する。しかし、フェライトフォーマーであるために多量に添加するとδフェライト相を晶出させ、かえって強度低下の要因となるので上限を3.0%とする。

【0014】Cuは時効処理の際にSiとの相互作用により鋼を硬化させる作用を供するが、少なすぎるとその効果は小さく、多すぎると熱間加工性を阻害し、割れの要因となる。このため0.5~3.0%とする。

【0015】Ti, Nb, Vは時効処理後の硬さを上昇させる上で有効に作用する。この作用を発現させるためには0.1%以上の添加を必要とする。しかし、必要以上に添加すると、多量の非金属介在物を生成し疲労強度の低下、表面性状の悪化につながるためそれぞれの上限を1.0%以下とする。

【0016】NはCと同様にオーステナイト生成元素であると共に、オーステナイト相およびマルテンサイト相を硬化するのに有効な元素である。また、Cに比べ析出物を形成しにくいので、耐久性の面からも有効である。このため、Cに変えて少なくとも0.06%を添加する。しかし、多量に添加するとブローホールの原因となるので、0.30%以下とし、より好ましくは0.06~0.20%とする。

【0017】SはMnとの共存のもとにMnSを生成し、これが延性および曲げなどの加工性の低下をもたらすので0.010%以下とする。なお、ガスケットの形状によっては薄板で成形加工が厳しい領域のものではMnおよびSはさらに低い方が好ましく、Mn量は0.5%未満、S量は0.004%以下が好ましい。

【0018】Oは疲労破壊の起点となる非金属介在物を形成しやすい元素であり、特にAl, TiなどOと親和力の強い元素を含むときは顕著となる。このためにOは低い程好ましいが、本発明鋼では0.007%までは許容される。このためOは0.007%以下とした。

【0019】M値;30以上についてC, Si, Mn, Ni, Cr, Mo, CuおよびNについて上記の範囲で含有させるが、下記(1)式に従うM値が30以上となるように各成分を調整する。

$$M = 330 - (480 \times C\%) - (2 \times Si\%) - (10 \times Mn\%) - (14 \times Ni\%) - (5.7 \times Cr\%) - (5 \times Mo\%) - (14 \times Cu\%) - (320 \times N\%) \quad (1)$$

(1)式の各成分の定数は、本発明材料の開発中に実験室的に確認されたものである。このM値はオーステナイト安定度の指標となるもので、このM値が30未満のところでは冷間圧延あるいは時効処理後に意図する高強度を得るためには、冷間圧延において室温で70%以上の強加工を施す必要があるために材料の延性が低下し、エンジン用ガスケットとしてのピード成形性が低下する。このため、M値は30以上を必要とする。

【0020】このようにして本発明鋼は、冷間加工後の

成形加工性をできるだけ高めるべく、冷間加工によって生ずるマルテンサイト相を、低い冷間加工で適量生成するように成分をバランスさせ、また時効処理後できるだけ高強度が得られるようにしたものである。また後述の低温或いは短時間の再結晶焼鈍(微細結晶処理)にCr炭化物の析出を避けるためCを下げ、このC低下に伴う強度低下(加工硬化の低下分)をNの添加で補うと共にN添加による時効硬化と微細結晶処理による時効硬化度の上昇を有効に活用するようにし、より高強度が発

現できるようにした点に特徴がある。そして微細結晶化により低い調質圧延率でも微細かつ緻密に $\alpha'$ 相を分布させることができること、そしてNの添加は時効による強度上昇が大きいこと等の知見事実から、調質圧延率を低く保つことを可能にし、これによって成形加工性を改善したところに特徴がある。

【0021】なお、これらの成分以外に脱酸剤、脱硫剤として常用されるCa或いはREM（希土類元素）、熱間加工性改善効果のあるB（0.01%以下）等を必要に応じて含有することができる。また、また不可避免的に混入する不純物を含有することができる。但し、Alは高強度でかつ疲労強度の高いものが要求される場合は使用しないか、あるいは鋼中に非金属介在物を形成しない程度の量とすることが望ましい。

【0022】上述の範囲に成分組成が調整された本発明鋼は溶体化処理状態で実質的にはオーステナイト組織を呈する。この組織状態の鋼に50%を超える冷間圧延を加え、700℃～1000℃の温度で、調質前焼鈍を行うと均一な微細結晶組織を得ることができる。そして、この微細結晶組織の状態で調質圧延を施すとエンジンガasket材としての優れた特性を得ることができる。またガasketへの成形加工の前または後に300℃以上600℃以下の温度範囲に10秒以上保持する時効処理を施せば硬さの向上ひいては強度が一層高くなり、エンジン部材としての耐久性を一層向上させることができる。

【0023】以下にこの製造条件について説明する。従来のこの種の鋼板の製造法では結晶粒径は25 $\mu$ m前後のものが一般的である。本発明者らはエンジンガasketのブリード成形加工時のマイクロクラックの発生は、この結晶粒径に関係していることを知見した。後述の実施例で示すように、調質圧延後のブリード成形加工のさいに、ブリード加工部における結晶粒界や加工歪によって発生したスリップバンド部分からマイクロクラックが発生しガasketとしての寿命を短くしている。本発明によれば、まず調質前焼鈍を行う前の冷間圧延において50%を超える減面率を付与することにより、後述の実施例で示すように短時間の調質前焼鈍で均一でかつ10 $\mu$ m以下の微細な結晶粒を得、調質前焼鈍状態での強度レベルを高めることで低い調質圧延率でも十分な強度特性を得ることができる。このために成形加工性に優れかつ表面肌荒れ、マイクロクラックの発生のない材料が得られる。したがってエンジンガasketとしての寿命を著しく長くすることができる。また、調質圧延後の時効処理による強度上昇もN添加と微細結晶処理により従来材に比べ大きく、時効処理後同一強度を得んとすれば、調質圧延後の強度レベルは低くすることが可能で、さらに成形加工性に優れたものとする事ができる。

【0024】ここで調質圧延前焼鈍は700℃以上1000℃以下とするのがよい。これは700℃以下では微細結晶粒を得るのに長時間を要し工業的でないこと、さらに1000

℃以上では再結晶および粒成長が著しく10 $\mu$ m以下の結晶粒を安定して得ることが難しいからである。この焼鈍は工業的規模での連続焼鈍ラインで実施できる。

【0025】調質圧延率については調質圧延前焼鈍後の強度レベルやオーステナイト相の安定度などに支配され、これに応じて種々変化させることができるが、本質的には実施例に示されるごとく従来鋼よりも低い圧下率で目標強度が達成され、通常は20以上50%以下が適当である。時効処理については、エンジンガasketとしての強度特性を得るためには300℃以上600℃以下の温度範囲が好ましい。300℃未満の温度では目標の強度レベルを得るのに長時間を要し経済的でないし、また600℃を越える温度では、強度が上昇する以前に大幅な回復の進行が起こり、メタルガasketとして要求される強度が得られないからである。時効処理時間は10秒以上とする。これ未満の短時間では十分な強度特性が得られない。この処理時間の上限については製造コスト面から考えると1時間前後が好ましい。

【0026】以上のように本発明によれば、前述の成分組成を採用したうえ、その鋼帯の製造にさいして調質前焼鈍の前に50%を越える冷間加工を施し、700℃～1000℃の温度範囲で再結晶粒径が10 $\mu$ m以下、実質的には1～5 $\mu$ mとなるような処理条件で調質前焼鈍を連続焼鈍炉にて行い、そして調質圧延を施すことによって従来材と同等またはそれ以上の強度を得ながら、従来材では得られなかった成形加工性に優れたエンジンガasket用材料が得られる。なお本発明鋼は固溶状態で準安定オーステナイト相を呈するので、調質前焼鈍より前の工程は従来材と同要領で製造することができる。もっとも、安定した微細結晶粒を得るためには調質前焼鈍を施す前に50%を越える冷間圧延を施す必要がある。

【0027】

【実施例】表1に示す化学成分値（重量%）の本発明鋼（M1～10）、従来鋼（A）および比較鋼（a, b）を通常の大気溶解炉で溶製し、熱間圧延を施した後、冷延、焼鈍、酸洗を行い最終調質圧延後の板厚を0.25mmとしてサンプルを採取した。さらに該鋼板に400℃で30分間の時効処理を施し、これを時効処理後のサンプルとした。なお、各鋼の調質前焼鈍の直前の冷間圧延率、調質前焼鈍条件、および調質圧延率の詳細を表2中に示した。

【0028】図1に、本発明鋼のM1を供試材とした場合の微細再結晶特性に及ぼす焼鈍時間の影響を示した。焼鈍前（本発明でいう調質前焼鈍）の冷間圧延率を35%（●印）施したものと、55%（○印）施したものではその再結晶特性が異なっている。焼鈍前の冷間圧延率が55%では、10分前後から硬さは急速に軟化し、20分では十分再結晶していることが認められた。しかしながら、35%冷延材では軟化するのに300分前後を必要とし、しかも、再結晶も部分的に起こり、未再結晶部分を含む混合組織となり均一で微細な再結晶組織のものが得難かつ

た。すなわち、工業的生産規模で容易に短時間で均一な再結晶粒を得るためには、焼鈍前に十分な冷間加工を付与しておくことが必要であることが認められる。

【0029】表2は、表1の各鋼の製造条件と、それぞれの結晶粒径、時効処理前の成形加工性、引張特性、時効処理後の引張特性を調べた結果および疲労試験結果を総括して示したものである。表2中の $\Delta TS$ は時効処理前後の引張強さ(TS)の差を表している。メタルガスケット材としては高強度であることが望ましく、時効処理後の引張強さで少なくとも170kg/mm<sup>2</sup>前後が目標値となる。

【0030】表中の成形加工性のFとRは、各サンプルを第2図に示す形状に加工したさいの内側R部(F)と外側R部(R)にミクロクラックが発生しなかったもの\*

\*を○印、微細なミクロクラックが生じたものを△印、そして割れの発生したものを×印として評価した。

【0031】また振動試験では、これらの成形加工時の表面状態が疲労特性に及ぼす影響を調査するため、板にビード形状を円目状に成形した試験片(平板に50mm前後の穴を開け、その外側円周上にビードを成形付与したもの)を作成し、図3の(a)と(b)に示すように、この試験片1を負荷変動フランジ2の間に挟んで(a)の状態から(b)の状態に締め付けを繰り返す振動試験を100回実施したあとの板質通割れ発生の有無を調べた。

【0032】

【表1】

区 分	試料No	C	Si	Mn	S	Ni	Cr	Cu	N	Mo	Ti	Nb	V	O	M 値
本発明鋼	M1	0.015	0.62	1.21	0.001	7.32	17.40	—	0.089	—	—	—	—	0.0055	79.3
	M2	0.014	0.52	0.40	0.002	7.50	17.43	—	0.110	—	—	—	—	0.0029	78.7
	M3	0.018	0.33	0.32	0.002	7.42	16.95	—	0.150	1.50	—	—	—	0.0043	61.5
	M4	0.018	0.53	0.48	0.003	6.40	17.00	1.90	0.144	—	—	—	—	0.0048	56.3
	M5	0.016	0.65	0.18	0.002	7.20	17.08	1.97	0.077	1.22	—	—	—	0.0059	62.9
	M6	0.020	0.53	0.39	0.003	7.62	17.51	—	0.096	—	0.45	—	—	0.0039	75.4
	M7	0.023	0.50	0.51	0.002	7.15	16.53	1.45	0.069	—	0.37	—	—	0.0062	76.2
	M8	0.019	0.48	0.46	0.003	7.65	16.25	0.69	0.095	—	—	0.47	—	0.0042	75.5
	M9	0.016	0.15	0.35	0.002	7.30	16.43	1.12	0.097	0.83	—	0.38	—	0.0038	71.9
	M10	0.024	0.55	0.37	0.003	7.54	17.34	—	0.093	—	—	—	0.53	0.0046	79.5
従来鋼	A	0.110	0.55	1.05	0.009	7.03	17.30	—	0.021	—	—	—	—	0.0058	61.8
比較鋼	a	0.025	0.47	1.05	0.007	8.43	16.87	—	0.015	—	—	—	—	0.0065	87.6
	b	0.028	0.85	1.05	0.011	9.54	18.89	—	0.110	—	—	—	—	0.0058	22.9

【0033】

30 【表2】



区分	試料名	製造方法	調質前 圧延率 (%)	調質前 焼鈍 (℃)	調質 圧延率 (%)	結晶 粒径 (μm)	冷延加工性			時効処理後 (400℃×1時間)				
							成型加工性		引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	ΔT'S (kg/mm <sup>2</sup> )	振動試験後 破断の有無 (100万回後)
							F	R						
本発明鋼	M 1	本発明法	55	950	47.5	7.0	○	○	148.7	4.8	177.5	2.2	29.8	○
	M 1	本発明法	60	750	45.0	4.0	○	○	148.0	5.5	176.5	2.3	28.5	—
	M 2	本発明法	60	800	42.5	4.0	○	○	145.2	6.3	177.0	2.8	31.8	○
	M 3	本発明法	65	900	42.5	5.0	○	○	147.5	6.5	180.5	3.1	33.0	○
	M 4	本発明法	55	900	40.0	5.0	○	○	143.5	7.0	178.3	3.5	34.8	○
	M 5	本発明法	55	800	37.5	5.0	○	○	140.8	7.7	176.6	2.4	35.8	—
	M 6	本発明法	60	750	40.0	2.0	○	○	145.3	6.0	182.3	3.3	37.0	—
	M 7	本発明法	70	900	37.5	3.0	○	○	139.8	8.8	178.6	2.8	38.8	○
	M 8	本発明法	75	900	37.5	3.0	○	○	141.5	7.5	176.3	2.2	34.8	○
	M 9	本発明法	60	800	37.5	3.0	○	○	143.4	7.0	178.9	2.2	35.6	○
M10	本発明法	65	800	42.5	3.5	○	○	146.3	6.6	175.5	2.1	30.0	—	
比較材	M 1	従来法	60	1050	60.0	33.0	×	×	159.4	2.4	185.7	0.8	26.3	×
	M 1	従来法	55	1050	45.0	28.0	×	○	137.8	6.7	162.1	2.1	24.3	—
	M 3	比較法	30	800	40.0	混粒	△	○	145.5	7.0	173.5	1.9	28.0	×
従来鋼	A	従来法	65	1050	65.0	25.0	×	×	169.3	1.9	186.5	0.5	17.2	×
	A	従来法	65	1050	40.0	28.0	×	○	151.5	5.3	166.9	1.7	15.4	×
比較鋼	a	本発明法	60	800	65.5	3.5	○	×	159.5	1.2	177.7	0.8	18.2	×
	b	本発明法	60	800	75.0	4.0	○	×	153.5	0.9	169.5	0.4	16.0	—

注) 成型加工性の F, R は第2図に示す形状に加工した時の逃げ R 部を示す。F: 内側 R 部, R: 外側 R 部, ○: ミクロクラックなし。  
△: 微細なミクロクラック有り, ×: 割れ有り。  
注) 振動試験後の判定, 100万回繰り返し後破断の有無。○: 割れ無し, ×: 割れ有り。

## 【0034】

【発明の効果】表2の結果から次のことがわかる。本発明に従う発明鋼(M1~10)の微細結晶処理材では、いずれの成形加工時ミクロクラックあるいは割れが発生することなく、しかも時効処理後十分な引張強さを有している。しかし、本発明鋼(M1)でも調質前圧延率や調質前焼鈍条件が従来法のものでは比較材として示すように時効処理後高強度を得るためには、時効処理前の調質圧延率を60%程度まで高める必要があり、このため成形加工時に内側、外側のR部ともにミクロクラックが発生する。また成形加工性を高めるために調質圧延率を45%まで下げると外側のR部には割れが発生することなく成形できるが、内側R部(F)にはミクロクラックが発生する。したがってメタルガasketとしての十分な特性が得られない。さらに、本発明鋼(M3)について、調質前焼鈍の圧延率が低いものも比較材に示しているが、この場合には微細結晶処理を施しても混粒となり内側R部(F)には微細なミクロクラックが発生する。比較鋼(a)はN値が低いものであるが、CとNが低いので加工硬化が小さく、時効処理後に高強度を得るためには、時効処理前の調質圧延率を高める必要がある。このため、外側R部で割れが発生する。比較鋼(b)は、本発明で規定するM値が低く本発明で規定する範囲を外れているものであるが、加工硬化が小さいので時効処理後高強度を得ようとすると比較鋼(a)と同様な結果をもたらす。また、従来鋼(A)も時効処理後170 $\text{kg}/\text{mm}^2$ 前後

の引張強さを得ようとすると時効処理前の成形加工後は内側と外側のR部ともにミクロクラックや割れが発生する。また、時効処理後の引張強さを160 $\text{kg}/\text{mm}^2$ 前後となるように調質圧延率を低下させても結晶粒径が大きいため内側R部に(F)ミクロクラックが発生する。

【0035】図4~図6はいずれも成形加工後のR部表面の走査型電子顕微鏡写真であり、図4のものは本発明鋼(M1)を従来法で製造した場合の内側R部(F)であり、多くのミクロクラックの発生が認められる。図5は本発明鋼(M1)を本発明法で製造した場合の内側R部(F)であるが、ミクロクラックの発生は認められない。図6は比較鋼(b)の外側R部(R)であるが、冷間圧延率が高いため大きな割れが発生している。

【0036】これらの成形加工時の表面状態が疲労特性に影響を及ぼしていることが振動試験結果から明らかである。本発明に従う鋼はいずれも100万回の振動試験でも割れは発生しないのに対し、比較材、従来鋼および比較鋼のように内側R部ならびに外側R部にミクロクラックや割れが存在するものはいずれも貫通割れが発生してしまい、これらが疲労寿命に大きく影響することが認められる。

【0037】このように、本発明鋼は従来のメタルガasket用材であるSUS301に比べ、時効による強度上昇が大きいので時効処理前の強度を下げることができ、成形加工性に優れる。特に本発明に従う製造法を採用すれば成形加工性に著しい特性が得られるのであり、メタルガ

スケットとして使用した場合の寿命を著しく向上させることができる。またその製造法自身はコスト的に負担となるようなものでもないので経済的に有利に製造できる。

【0038】

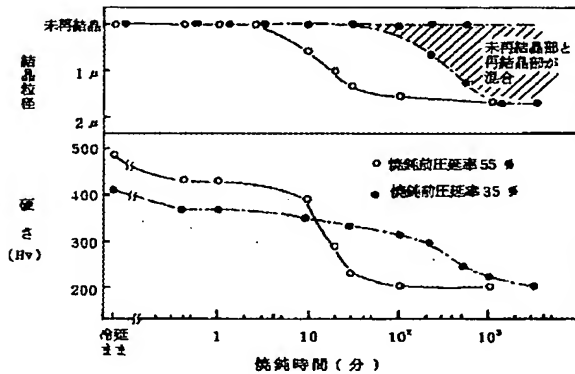
【図面の簡単な説明】

【図1】実施例に示したM1鋼の焼鈍（調質前焼鈍）の前の圧延率が35%と55%である材料の700℃での焼鈍時間と硬さおよび結晶粒径との関係を示す図である。

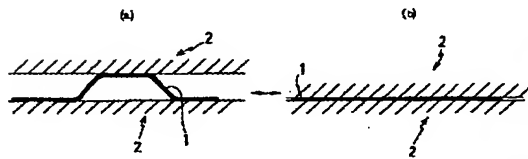
【図2】成形加工性の試験に供した試験片形状を示す断面図である。

【図3】振動試験の荷重負荷前(a)と荷重負荷状態(b)

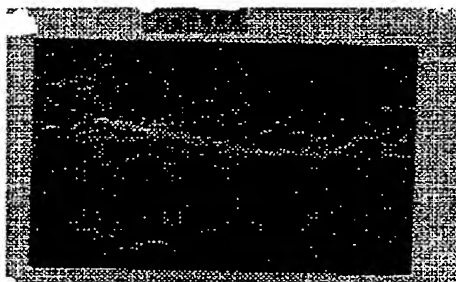
【図1】



【図3】



【図5】



の試験状態を示す略断面図である。

【図4】成形加工金属試験片のR部における表面を写した顕微鏡写真である。

【図5】成形加工金属試験片のR部における表面を写した顕微鏡写真である。

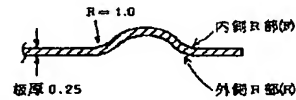
【図6】成形加工金属試験片のR部における表面を写した顕微鏡写真である。

【符号の説明】

1 金属試験片

10 2 荷重変動フランジ

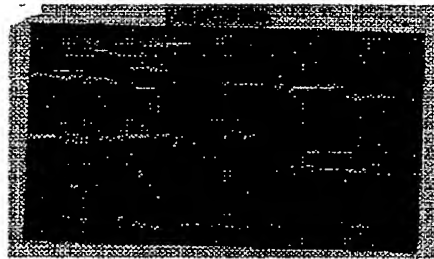
【図2】



【図4】



【図6】




---

フロントページの続き

(72)発明者 武本 敏彦  
 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製  
 鋼株式会社鉄鋼研究所内  
 (72)発明者 林 茂人  
 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製  
 鋼株式会社鉄鋼研究所内

(72)発明者 田中 秀記  
 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製  
 鋼株式会社鉄鋼研究所内  
 (72)発明者 柴田 新次  
 愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動  
 車株式会社内  
 (72)発明者 前田 千芳利  
 愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動  
 車株式会社内